

第29卷 第8期
2015 年 8 月

材 料 研 究 学 报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH

Vol. 29 No. 8
August 2015

新型Al-Mg合金的耐腐蚀性能*

孟春艳 张 迪 庄林忠 张济山

(北京科技大学新金属材料国家重点实验室 北京 100083)

摘 要 采用晶间腐蚀、剥落腐蚀实验结合扫描、透射电镜等手段观察分析腐蚀后合金的微观形貌和相结构, 研究了合金元素和热变形工艺对新型Al-Mg合金的抗晶间腐蚀和剥落腐蚀性能的影响。结果表明: 随着Mg含量的增加合金在浓硝酸溶液中的腐蚀失重量增大, 抗晶间腐蚀性能降低; 合金中Zn含量的的提高导致在晶界上形成了不连续析出的$Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$相, 降低了合金的腐蚀失重量, 提高了Al-Mg合金的抗晶间腐蚀性能。合金的抗腐蚀性能也受形变热处理工艺的影响, 对冷变形后的合金进行适当的稳定化处理, 相比单纯的冷变形可同时提高合金的抗晶间腐蚀性能与剥落腐蚀性能。冷变形后的残余应力、高位错密度以及拉长晶粒形貌都导致更多的析出相在晶界连续析出, 形成网状膜, 使合金的抗腐蚀性能降低。

关键词 金属材料, Al-Mg合金, 晶间腐蚀, 剥落腐蚀, 稳定化处理

分类号 TG172 文章编号 1005-3093(2015)08-0576-07

Corrosion Performance of Newly Developed Al-Mg Alloys

MENG Chunyan ZHANG Di** ZHUANG Linzhong ZHANG Jishan

(State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

*Supported by National Natural Science Foundation of China No.51301017, the Beijing Laboratory of Metallic Materials and Processing for Modern Transportation and the Funds from State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials of China No. 2014Z-09.

Manuscript received November 24, 2014; in revisedform April 10, 2015.

**To whom correspondence should be addressed, Tel: (010)82375844, E-mail: zhangdi@skl.ustb.edu.cn

ABSTRACT The corrosion behavior of the newly developed Al-Mg alloys was investigated in terms of their alloying element and thermo-mechanical treatments by means of intergranular corrosion test, exfoliation corrosion test, scanning electron microscopy and transmission electron microscopy. The results show that, with the increase of Mg content the mass loss of the alloys in concentrated nitric acid increased, correspondingly their intergranular corrosion resistance decreases. Zn addition to the Al-Mg alloys led to the formation of $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ phase at the grain boundary, which dramatically increased the intergranular corrosion resistance of the alloys. The corrosion resistance of the alloys was also modified by thermo- mechanical treatment. Both intergranular corrosion resistance and exfoliation corrosion resistance of the alloys were dramatically increased by a proper post stabilizing treatment after cold rolling reduction. The residual stress, higher dislocation density and morphology of elongated grains after cold rolling reduction can lead to more continuous precipitation at the grain boundary, thus decrease the corrosion resistance of the alloys.

KEY WORDS metallic materials, Al-Mg alloys, intergranular corrosion, exfoliation corrosion, stabilizing treatment

Al-Mg合金的耐腐蚀性好、易变形、强度高以及焊接性好, 广泛应用于航天航空、船舶及汽车等领域[1, 2]。Al-Mg合金属于形变强化合金, 是不可热处理强化合金, 主要靠加工硬化和Mg原子的固溶强化。随着现代化工业的发展, 合金化程度逐渐增加。合金中Mg含量超过6.0%(质量分数, 下同)虽然显著提高了合金的强度, 但是合金的高温塑性急剧降低, 不利于工业形变处理。因此, 目前Al-Mg合金Mg的含量不超过6.0%[3]。5xxx系铝合金作为船舶板主要存在的问题是, 当合金的Mg含量高于3.5%时合金在高于65℃使用时容易发生晶间腐蚀和应

* 国家自然科学基金51301017, 现代交通金属材料与加工技术北京实验室课题和新金属材料国家重点实验室自主课题2014Z-09资助项目。

2014年11月24日收到初稿; 2015年4月10日收到修改稿。

本文联系人: 张 迪

力腐蚀[4-7]。其原因是, 合金中过饱和的 Mg 原子以 Al-Mg 相(Al_3Mg_2, β相)的形式在晶界析出并呈连续分布, 从而使 Al-Mg 合金易发生晶间腐蚀[8-10]。在室温条件下 Al-Mg 相的析出非常缓慢, 因此为了便于研究实验室一般采用等温加热的方式(敏化处理)使其尽快析出。另一个应用中的问题是, β相的析出降低了 Mg 原子在 Al 基体中的固溶度, 而β相又是非硬质强化相且主要在晶界析出, 不能通过固溶时效析出使合金得到强化, 合金由于β相的析出发生"时效软化"。这在降低了合金的耐腐蚀性能的同时, 也影响合金的强度。工业上一般对高 Mg 合金进行稳定化退火处理, 使β相在组织中均匀析出。因此, 优化合金的成分和加工工艺, 使析出相由晶界连续析出转化为晶内均匀弥散析出, 在保证合金强度的同时显著提高合金的抗腐蚀性能显得尤为重要。

本文通过优化合金的成分以及加工工艺研究合金中 Mg 和 Zn 的含量对合金抗晶间腐蚀以及抗剥落腐蚀性能的影响, 以及冷轧、稳定化处理以及敏化处理等不同工艺组合对合金抗晶间腐蚀以及抗剥落腐蚀性能的影响, 并观察和分析新型 Al-Mg 合金在不同状态下的腐蚀形貌以及微观结构。

1 实验方法

实验用新型 Al-Mg 合金用传统的电阻炉熔炼、钢模浇注, 其名义化学成分列于表 1。合金的 Mg 含量控制在 5.0%–6.0%之内。希望在高 Mg 含量条件下, 通过改变合金中 Zn 元素成分和加工工艺的优化, 使合金具有较高的抗腐蚀性能。经过均匀化、热轧、再结晶退火(370℃保温 75 min)以及冷轧处理(15%)后, 将该合金试样分成四组, A 组直接测腐蚀性能(冷作硬化态), B 组将冷轧后的合金在 250℃保温 1h, 测腐蚀性能(稳定化态), C 组将冷轧后的合金进行 100℃/7 d 的敏化处理, 测腐蚀性能(冷作硬化及敏化处理), D 组将稳定化后的合金进行 100℃/7 d 的敏化处理, 测腐蚀性能(稳定化及敏化处理)。具体的工艺路线如表 2 所示。

用美国 ASTM G67 硝酸腐蚀失重法(NAMLT)对样品进行晶间腐蚀测试, 通过比较合金被浓硝酸浸泡后的质量损失评价合金的耐晶间腐蚀性能。晶间腐蚀试验的试样尺寸为: 长 50 mm, 宽 6 mm, 厚度为 4−5 mm。具体的实验步骤: 先将试样表面用 320#砂纸打磨干净, 经酸洗、碱洗、晾干、称重; 将晾干的试样浸泡在 30℃的浓硝酸(76%)中; 24 h 后取出再水洗、晾干、称重试样, 得出合金在不同处理工艺下的比表面积质量损失。

剥落腐蚀试验采用美国 ASTM G66 标准, 通过对比标准中给出的腐蚀级别图得到合金的抗剥落腐蚀级别。试样的试验面积为 40 mm×100 mm, 沿轧

表 1 合金的化学成分
Table 1 Chemical compositions of the tested alloys (mass fraction, %)

Alloy No.	Mg	Mn	Zn	Cu	Fe	Cr	Ti	Al
0	5.7	0.8	0.0	0.15	0.2	0.03	0.07	Bal.
1	5.0	0.8	0.6	0.15	0.2	0.03	0.07	Bal.
2	5.5	0.8	0.6	0.15	0.2	0.03	0.07	Bal.
3	5.8	0.8	0.6	0.15	0.2	0.03	0.07	Bal.
4	5.5	0.8	1.0	0.15	0.2	0.03	0.07	Bal.
5	5.8	0.8	1.0	0.15	0.2	0.03	0.07	Bal.

表 2 实验中不同热处理工艺路线
Table 2 Heat treatment in this study

	Temper	Treatment process	Experimental test
A	cold hardening	recrystallization-cold rolling	Intergranular corrosion
B	stabilization	recrystallization-cold rolling- stabilization	Intergranular corrosion
C	cold hardening+ sensitizing treatment	recrystallization-cold rolling- sensitizing	Intergranularcorrosion exfoliation corrosion
D	stabilization+ sensitizing treatment	recrystallization-cold rolling-stabilization-sensitizing	Intergranular corrosion exfoliation corrosion

制方向(L方向)为40 mm, 垂直于轧制方向(LT方向)为100 mm。试样在做剥落腐蚀实验之前, 用环氧树脂封住它的非试验面。将封涂后的试样放入80℃浓度为3.5%的氢氧化钠溶液中, 碱洗1 min后水洗, 再放入浓硝酸中, 30 s后水洗、晾干。将晾干的试样浸泡在65℃的酸性溶液(氯化铵、硝酸铵、酒石酸铵、过氧化氢以一定的比例配成酸性溶液)中, 24 h后取出, 观察宏观腐蚀形貌。

试样做完晶间腐蚀实验后, 用Zeiss Supra 55扫描电子显微镜(SEM)观察表面微观形貌。用透射电镜(FEI Tecnai F20)表征合金的微观组织以及相结构。将样品先磨成厚80 μm薄片, 冲成直径为3 mm的圆片后进行双喷减薄。电解液为1:3的HNO_3与CH_3OH(体积比), 电压为28 V, 温度为−28℃。

2 结果和讨论

2.1 合金的晶间腐蚀性能

用ASTM G67标准得到合金在不同处理工艺下的单位面积质量损失量, 结果如图1所示。在Zn含量相同的情况下, 随着Mg含量的升高合金晶间腐蚀质量损失量也相应的增加。而在Mg含量相同的情况下, 随着合金中Zn含量的增加晶间腐蚀质量损失量有显著减小的趋势。合金经过不同热处理工艺后也表现出不同的晶间腐蚀敏感性: 合金在稳定化状态下质量损失量最低, 抗晶间腐蚀性能最好; 合金经过冷作硬化和敏化处理后晶间腐蚀质量损失量增大, 抗晶间腐蚀性能明显降低。晶间腐蚀是一种局部腐蚀, 是析出物与基体或者晶界附近的贫化区电位不同导致的。对于传统Al-Mg合金, 主要是Al_3Mg_2相在晶界连续析出导致的。合金经过冷变形处理后晶粒的畸变能升高, 相析出的驱动力增大。同时, 组织内的位错增多, Mg原子通过位错等缺陷以管道的形式扩散到晶界或者亚晶界[11], 迅速的形成极薄的β相网状膜, 降低合金的抗晶间腐蚀性能。对冷变形后的合金进行一段时间的稳定化退火处理, 可消除组织内部的位错、空位等缺陷, 减少Mg原子的扩散通道和动力。低温稳定化处理使合金组织只发生部分回复, β相在晶界还是以连续析出为主, 不能达到理想的抗晶间腐蚀的效果。稳定化处理温度过高则β相长大、回溶, 在使用过程中则发生时效软化, 不能达到稳定化的效果。本文作者在前期工作中发现: 合金在250℃等温退火保证了β相在组织中均匀分布, 合金的耐晶间腐蚀性能好而强度降低不明显[12]。

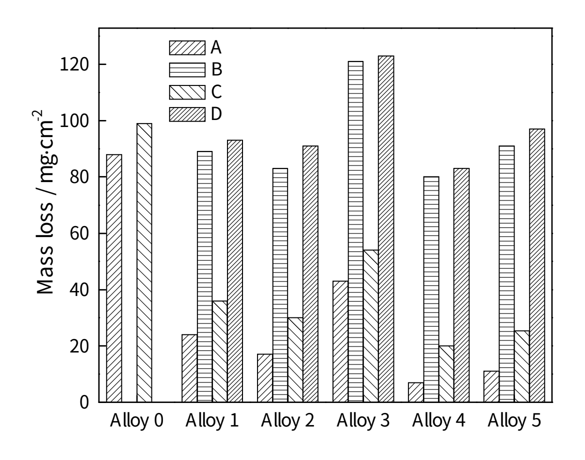


图1 合金在不同状态下的晶间腐蚀质量损失量

Fig.1 Mass loss of the alloys under different conditions after NAMLT test

图2给出了Al-5.5%Mg-1.0%Zn合金分别经过稳定化和稳定化及敏化处理后腐蚀形貌图。在稳定化状态下合金腐蚀后表面比较平整, 没出现晶粒脱落现象(图2(a, b))。经过100℃敏化处理后试样表面平整度低, 晶粒与晶粒之间出现明显的缝隙(图2(c, d))。Al-Mg合金的晶粒脱落, 是因晶界连续腐蚀导致的结合强度降低, 这种发生在晶界的局部腐蚀与Al_3Mg_2在晶界的连续析出有关。由于Al_3Mg_2相较基体活泼, 在腐蚀环境中容易先于基体而腐蚀[13]。合金在100℃长时间敏化作用下不仅发生Mg原子在晶界的聚集, 还析出β相。β相优先在三叉晶界、晶界处, 然后在析出相与基体的界面处形核。随着保温时间的延长Mg原子不断的从亚晶界向晶界传输, 使β相生成粗大的颗粒在晶界处析出。同时, 晶界处的β相长大。当β相的长大方向与晶界面的取向相同时则导致β相在晶界成连续网状。图2中晶粒与晶粒之间的缝隙, 是由于连续析出的Al_3Mg_2相腐蚀脱落产生的。

在研究过程发现试样的不同表面被腐蚀的程度不同, 为了说明不同晶粒形貌对晶间腐蚀敏感性的影响, 选择3#号合金不同面的形貌进行对比。图3给出了稳定化及敏化后的Al-5.8%Mg-0.6%Zn合金在硝酸中腐蚀后的形貌, 从图3可以看出, 合金在垂直于轧面方向(LT-ST面)的平整度差, 甚至出现了很深的孔洞, 如图中箭头所示。轧面(L-LT面)的晶粒组织比较均匀, 腐蚀后表面较平整, 虽有明显的腐蚀缝但是没发现腐蚀坑。从不同表面的腐蚀形貌图可见, 不同的晶粒形貌对晶间腐蚀的敏感性也不同, 被拉长的晶粒更容易发生晶间腐蚀。在LT-ST面, 晶粒的长纵比远远大于其它方向。Al_3Mg_2相在晶界的析出, 先需要Mg原子扩散到晶界处, 原子扩散到晶界的时间与温度、路程有关。晶粒拉长后Mg原子扩散到晶界的路程变短, 使Mg原子在晶界偏聚变

得容易。由于LT-ST面晶间腐蚀严重, 晶界结合强度大大降低导致该面上的晶粒发生脱落, 表面变得不平整。热、冷变形工艺使大块金属间化合物破碎的同时, 在LT-ST面分布变得紧密。当Al-Mg合金中相周围基体发生严重腐蚀时这些沿着轧制方向紧密分布的金属间化合物脱落, 形成较深的腐蚀坑。

为了说明Zn含量对Al-Mg合金抗腐蚀性能的影响, 观测了Al-5.7%Mg-0Zn与Al-5.8%Mg-0.6%Zn合金的微观组织。图4给出了这两种合金在稳定化及敏化态下的晶界形貌图: 图4a给出了Al-5.7%Mg-0Zn合金的晶界微观形貌。在透射电镜图片中晶界处的衬度为白色, 说明晶界析出相已经从组织脱落; 图4b给出了Al-5.8%Mg-0.6%Zn合金的晶界形貌。可见晶界为不连续析出, 晶界相没有出现脱落现象。在制透射样品过程中, 由于晶界析出相不耐腐蚀很容易被强酸的双喷液腐蚀而脱落。在室温下Zn在Al基体中的固溶度非常低, 7xxx铝合金中通常有$MgZn_2$或者$Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$相析出[14]。在新型Al-Mg合金组织中, 除了Al_3Mg_2、Mg_2Si以及Al-Fe-Mn相外[15]还观察到如图5所示的长方形相。从透

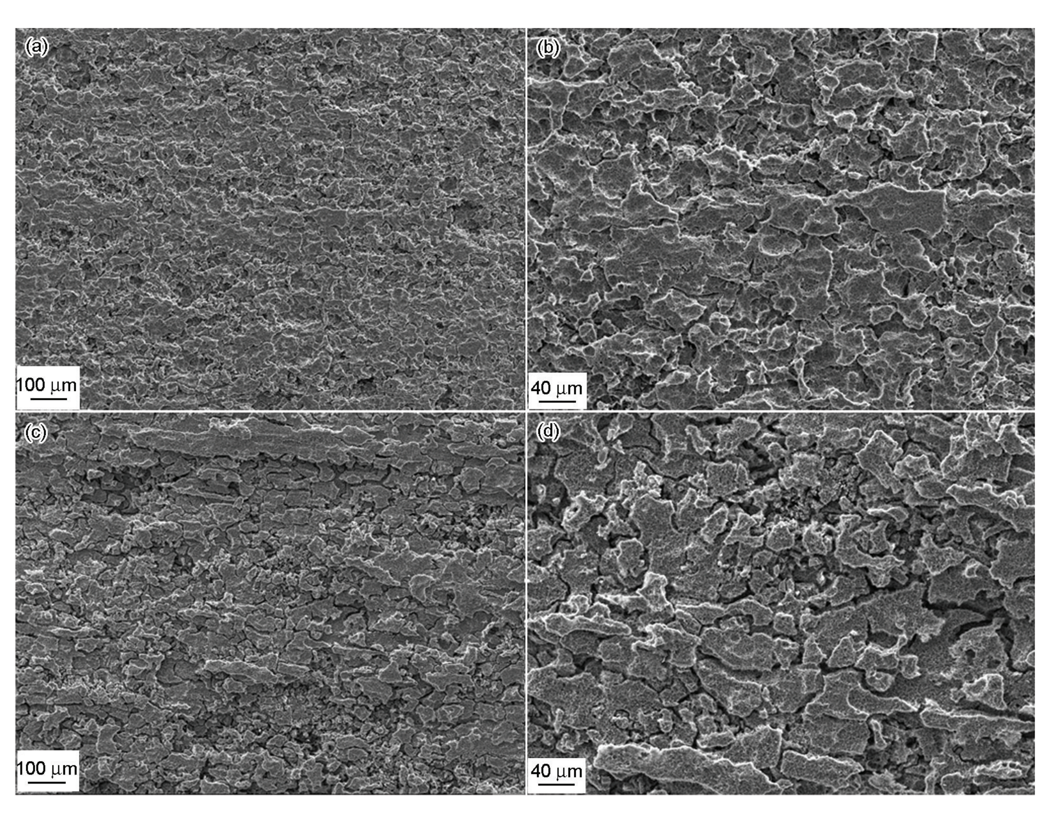


图2 合金4稳定化和稳定化及敏化后的腐蚀形貌SEM像

Fig.2 SEM images of Alloy 4 under (a-b) stabilizing, (c-d) stabilizing and sensitizing treatmentafter NAMLT test

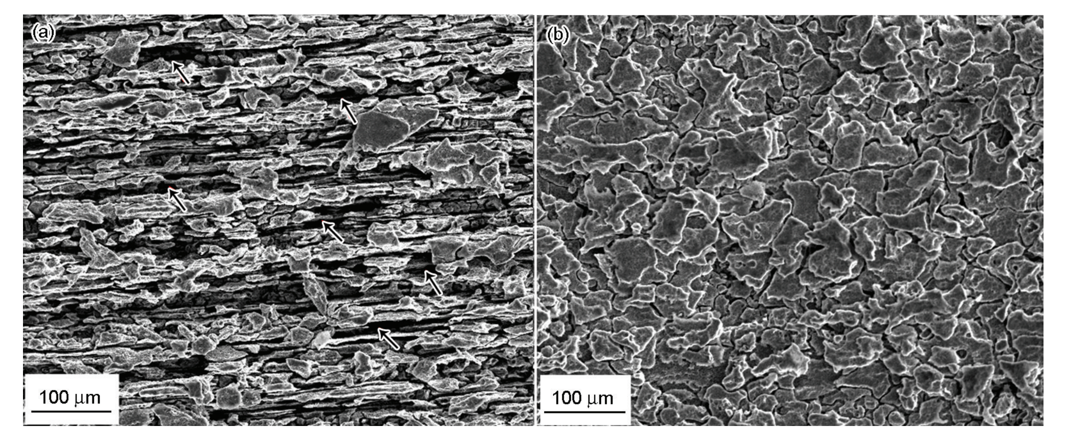


图3 合金3稳定化及敏化后的晶间腐蚀形貌图

Fig.3 SEM images of Alloy 3understabilizing and sensitized condition after NAMLT test (a) LT-ST, (b) L-LT

射高分辨像和反傅里叶变换的衍射的结果可知: 这种相为体心立方结构, 面间距为 1.422 nm 的 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$相。5xxx 铝合金易发生晶间腐蚀, 是β相在晶界连续析出导致的。β相的电极电位明显低于基体, 容易与周围基体形成微小原电池而发生阳极溶解被侵蚀。而在 Al-Mg-Zn 合金中, $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$相的电极电位(−1009 mV)比β相(−1124 mV)[16]高, 它在晶界的析出降低了晶界相与周围基体的电势差, 从而能减缓合金的晶间腐蚀行为。5xxx 铝合金的 Zn 含量越高 Zn 结合 Mg 原子数量也就越多, 所形成的 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相也就越多, 从而降低了合金中 Al_3Mg_2相的含量, 使合金的抗晶间腐蚀能力得到提高。另外, $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相在晶界的析出打破了 Al_3Mg_2 相在晶界的连续性, 占据了 Al_3Mg_2 相在晶界形核的位置, 提高了合金合金的抗腐蚀性能。

2.2 剥落腐蚀性能

图 6 给出了稳定化及敏化态下合金的剥落腐蚀宏观形貌图。通过将试样的腐蚀形貌与美国 ASTM G66 标准所给出的腐蚀级别图进行对比, 将五种合金的腐蚀级别定为点蚀 PC(pitting) 级。这说明合金经过稳定化以及敏化处理后只发生点蚀, 未发生剥落腐蚀。合金的抗点蚀性能与大块金属间化合物如 Al_3Fe, $Al_6(Mn, Fe)$等有关, 这些金属间化合物的电势电位比基体的高[17-19]。因此, 在腐蚀环境中往往以金属间化合物为阴极, 基体为阳极, 构成微电池, 发生局部的点蚀。合金中 Mg、Zn 含量的变化对金属间化合物的形成影响较小, 因此对合金的点蚀性能影响也很小, 合金的抗剥落腐蚀级别没有随着 Mg、Zn 含量发生明显改变。

图 7 给出了合金经过冷作硬化以及敏化处理后的剥落腐蚀形貌图。可以看出, 在试样的表面发现了明显的晶粒组织疏松、剥落, 腐蚀级别处于剥落 EC(exfoliation)级, 此结果说明剥落腐蚀很严重。晶粒在大变形量的热轧和冷轧过程中展平, 在没有发生完全再结晶时引起铝合金剥落腐蚀[20, 21]。试样经冷变形及敏化处理后处于回复阶段但未发生再结

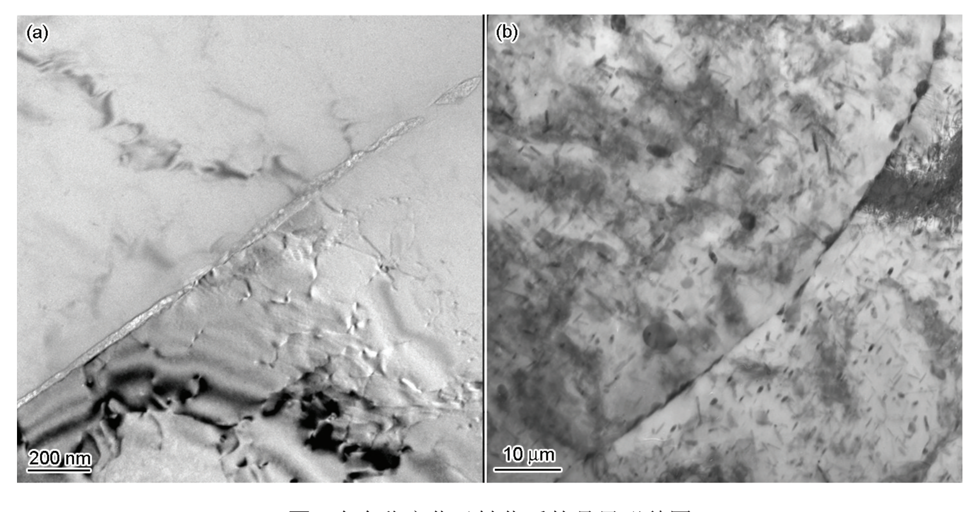


图 4 合金稳定化及敏化后的晶界形貌图

Fig.4 TEM image of grain boundary of (a) Alloy 0 and (b) Alloy 3

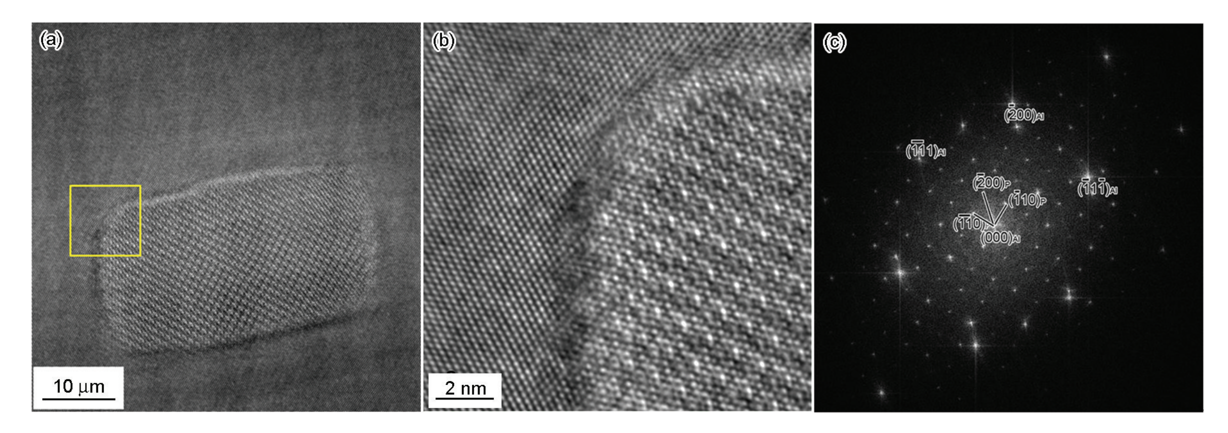


图 5 合金 3 中 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$相的高分辨形貌图与衍射

Fig.5 HRTEM image for $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ (a), The magnified view of solid- yellow boxed area in (a) (b), The FFT image of $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ (c)

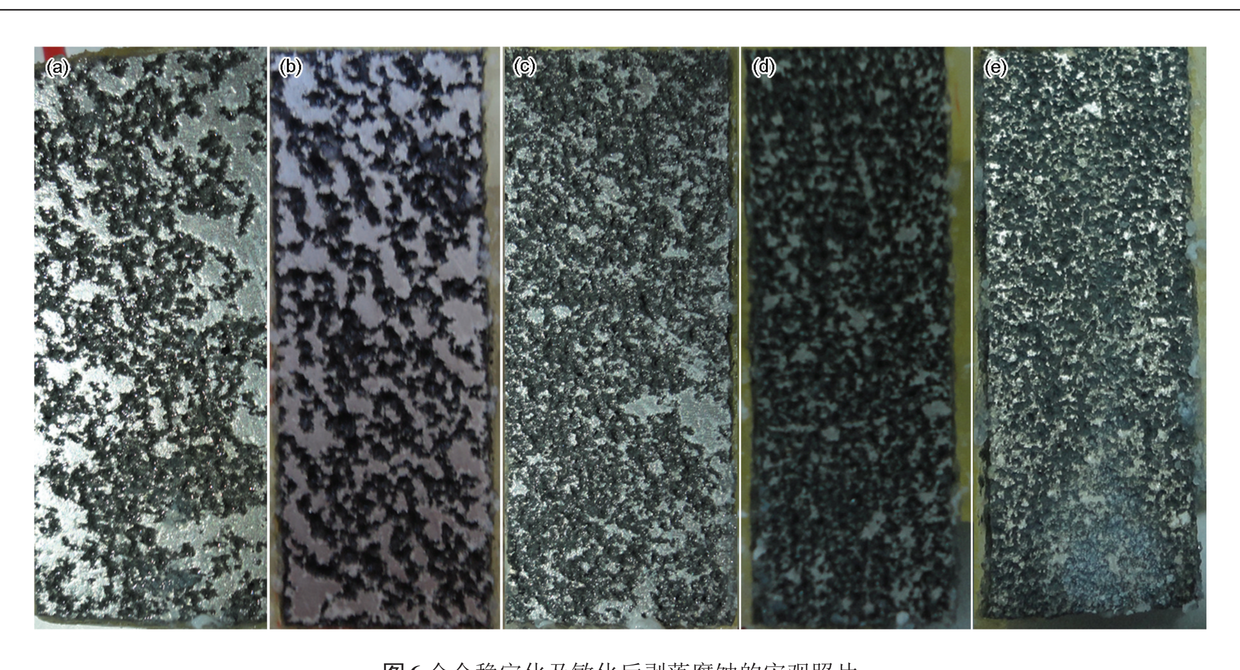


图6 合金稳定化及敏化后剥落腐蚀的宏观照片

Fig.6 Exfoliation corrosion morphologies of Alloy 1 (a), Alloy 2 (b), Alloy 3 (c), Alloy 4 (d) and Alloy 5 (e) after stabilizing and sensitizing treatment

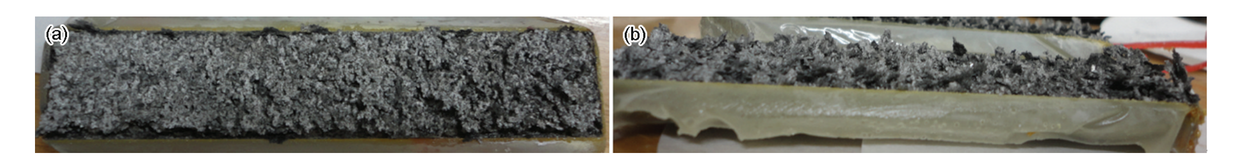


图7 冷作硬化与敏化处理后合金的剥落腐蚀形貌

Fig.7 Exfoliation corrosion morphologies of Alloy 1 (a) and Alloy 3 (b) after cold rolled and sensitizing-treatment

晶, 晶粒被拉长, 抗剥落腐蚀能力弱。铝合金的剥蚀与晶间腐蚀的敏感性有关, 而晶间腐蚀又与阳极溶解相的分布和多少有关。合金经过冷变形和敏化处理后大量的过饱和Mg原子以Al_3Mg_2形式在晶界析出, 发生晶间腐蚀。在冷变形的作用下晶间腐蚀产生的不溶性腐蚀产物撑起上面展平的、未被腐蚀的晶粒, 导致金属的剥落。

3 结　论

1. 对于新型Al-Mg合金, 随着Mg含量的提高被硝酸腐蚀的质量损失增多, 抗晶间腐蚀能力降低。随着Zn含量的提高合金的抗晶间腐蚀能力提高, 因为电极电位较高的$Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$相在在晶界上析出, 降低了析出相与基体的电位差。

2. 合金在稳定化状态下的抗晶间腐蚀能力最强, 冷作硬化与敏化处理都会降低合金的抗晶间腐蚀性能。

3. 合金试样的不同表面被硝酸腐蚀的程度不同, 合金轧面的抗晶间腐蚀性优于垂直于轧面的面(侧面)。

4. 合金经过冷变形处理后组织内位错多, 晶粒拉长, 降低了合金的抗剥落腐蚀性能。

5. Al-Mg合金经合金化和不同工艺处理后, Al-5.5%Mg-1.0%Zn合金稳定化后的抗晶间腐蚀和剥落腐蚀性能最优。

参 考 文 献

1 HUO Richang, SHI Zhiming, YUAN Xiaoming, Effect of cold deformation on microstructure of 5182 aluminium alloy, Journal of Inner Mongolia University of Science and Technology, **30**(2), 114 (2011)
(霍日昌, 史志铭, 袁晓鸣, 冷变形对5182铝合金组织的影响, 内蒙古科技大学学报, **30**(2), 114(2011))

2 ZHANG Ke, HUANG Guangjie, WANG Lingyun, LIU Zhenghong, Effects of cold deformation and stabilizing treatment on corrosion resistance of 5083 aluminum alloy, Materials for Mechanical Engineering, **35**(9), 5(2011)
(张　珂, 黄光杰, 汪凌云, 刘正宏, 冷变形量及稳定化处理对5083铝合金耐腐蚀性能的影响, 机械工程材料, **35**(9), 5(2011))

3 R. K. Gupta, R. Zhang, C. H. J. Davies, N. Birbilis, Influence of Mg content on the sensitization and corrosion of Al-xMg(-Mn) Alloys, Corrosion, **69**(11), 1081(2013)

4 TANG Mingjun, JI Zesheng, LV Xinyu, The research progress of 5xxx aluminium alloy, Light alloy fabrication technology, ***32***(7), 1 (2004)

(唐明君, 吉泽升, 吕新宇, 5×××系铝合金的研究进展, 轻合金加工技术, **32**(7), 1(2004))
5 GUO Zhibin, 5056 aluminum alloy cold-deforming products precipitation effect, Light alloy fabrication technology, **38**(10), 27(2010)
(郭志斌, 5056铝合金冷变形制品的沉淀效应, 轻合金加工技术, **38**(10), 27(2010))
6 R. E. Sanders Jr, P. A. Hollinshead, E. A. Simielli, Industrial development of non-heat treatable aluminum alloys, Materials Forum, **28**, 53(2004)
7 L. Kramer, M. Phillippi, W. T. Tack, C. Wong, Locally reversing sensitization in 5xxx aluminum Plate, Journal of Materials Engineering andPerformance, **21**(6), 1025(2012)
8 R. Ender, P. Miljana, Problems and prospect of Al-Mg alloys application in marine constructions, Journal of Metallurgy, 297(2006)
9 R. H. Jones, V. Y. Gertsman, J. S. Vetrano, C. F. WindischJr, Crack-particle interactions during intergranular stress corrosion of AA5083 as observed by cross-section transmission electron microscopy, ScriptaMaterialia, **50**(10), 1355(2004)
10 Y. Yang, T. Allen. Direct visualization of β phase causing intergranular forms of corrosion in Al-Mg alloys, Materials Characterization, **80**(1), 76(2013)
11 R. C. Picu, D. Zhang. Atomistic study of pipe diffusion in Al-Mg alloys, ActaMaterialia, **52**(1), 161(2004)
12 C. Y. Meng, D. Zhang, H. Cui, L. Z. Zhuang, J. S. Zhang, Effect of stabilizing treatment on the intergranular corrosion behavior of high strength Al-Mg alloys, Mater Science Forum, **794**, 253(2014)
13 L. Tan, T. R. Allen, Effect of thermomechanical treatment on the corrosion of AA5083, Corrosion Science, **52**(2), 548(2010)
14 X. G. Fan, D. M. Jiang, Q. C. Meng, The microstructural evolution of an Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization, Materials Letters, **60**, 1475(2006)
15 L. F. Mondolfo, *Aliminum alloys: structure and propertys*, (Beijing, The Press of Metallurgical Industry.1988) p.78
(蒙多尔福, 铝合金的组织与性能, (北京, 冶金工业出版社, 1988) p.78)
16 N. Birbilis, R. G. Buchheit, Electrochemical characteristics of intermetallic phases in aluminum alloys, Journal of The Electrochemical Society, **152**(4), B104(2005)
17 M. Keddam, C. Kuntz, H. Takenouti, D. Schustert, D. Zuili, Exfoliation corrosion of aluminium alloys examined by electrode impedance, ElectrochimicaActa, **42**(1), 87(1997)
18 A. Aballe, M. Bethencourt, F.J. Botana, Localized alkaline corrosion of alloy AA5083 in neutral 3.5% NaCl solution, Corrosion Science, **43**, 1657(2001)
19 K. Jafarzadeh, T. Shahrabi, S. M. M. Hadavi, M. G. Hosseini, Role of chloride ion and dissolved oxygen in electrochemical corrosion of AA5083-H321 aluminum-magnesium alloy in NaCl solutions under flow conditions, Journal of Materials Scienceand Technology, **23**(5), 623(2007)
20 K. A. Yaskau, M. L. Zheludkevich, S. V. Lamaka, M. G. S. Ferreira, Role of intermetallic phases in localized corrosion of AA5083, ElectrochimicaActa, **52**, 7651(2007)
21 J. R. Davis, Corrosion of aluminium and aluminium alloys, American society for Metals, Materials Park, OH, 1999

